

**Bundesministerium für Bildung, Wissenschaft, Forschung und Technologie**

**Abschlußbericht**

**Förderkennzeichen:** *03SC5DRE*

**Thema:** *Festkörperforschung in hohen gepulsten Magnetfeldern*

**Von**

Dr. A. Handstein, Dr. J. Freudenberger, Dr. J. Haase, Dr. K.-H. Müller, Prof. Dr. L. Schultz

*Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden  
Institut für Metallische Werkstoffe*

**Projektleiter:** Prof. Dr. L. Schultz

*14. September 2005*

## 1. Aufgabenstellung

Das Vorhaben betraf eine Aufgabenstellung im Rahmen des Förderprogramms "Erforschung kondensierter Materie mit Großgeräten". Es diente dem Aufbau, der Weiterentwicklung und Anwendung einer Impulsfeldanlage am IFW Dresden, insbesondere der Entwicklung und Anwendung der Messtechnik in dieser Anlage. Ziel war die vertiefte Untersuchung magnetischer Eigenschaften in der Festkörperforschung. Ausgehend vom Beispiel der aufgestellten Impulsfeld-Anlage mit Spulen bis 50 und 60 Tesla, sollten durch Aufskalierung des Gesamtsystems innovative Experimentiertechniken entwickelt und Vorarbeiten zur Großgerätekonzeption für die 100 Tesla-Anlage, die in Dresden-Rossendorf mit finanzieller Förderung des BMBF aufgebaut wird, geleistet werden. Insofern stellte diese Arbeitsrichtung eine thematische Erweiterung des ursprünglich ausgeschriebenen Förderungsgegenstandes „Erforschung kondensierter Materie mit Großgeräten“ mittels Synchrotronstrahlung, Neutronen und nuklearen Sonden und Ionenstrahlen dar. Die Weiterführung der Untersuchungen magnetischer Eigenschaften sollte dem besseren Verständnis magnetischer Phänomene und der Verbesserung magnetischer und supraleitender Werkstoffe im Rahmen des Themas „Erforschung der kondensierten Materie“ des Förderprogramms "Verbundforschung an Großgeräten" dienen.

Weiterhin sollten auf einer eigenständigen Basis neue hochfeste Leiterwerkstoffe mit ausreichend hoher Stromtragfähigkeit entwickelt werden, mit denen es gelingt, die durch die Werkstofffestigkeit begrenzte maximal erreichbare Feldstärke von Impulsfeldspulen weiter zu erhöhen, um die Voraussetzungen für die Entwicklung von Spulen für eine 100 T-Anlage zu schaffen.

## 2. Voraussetzungen zur Durchführung des Vorhabens

Das Vorhaben sah experimentelle und theoretische Untersuchungen auf dem Gebiet der magnetischen Eigenschaften von Festkörpern in extrem hohen Magnetfeldern vor. Durch das gemeinsame Interesse von 5 Instituten im Dresdner Raum war ein kompetentes Gremium entstanden, um die bevorstehenden Entwicklungs-, Aufbau- und Forschungsarbeiten zu bewältigen: Leibniz-Institut für Festkörperphysik und Werkstoffforschung Dresden, Forschungszentrum Rossendorf, Institut für Festkörperphysik an der TU Dresden, MPI für chemische Physik fester Stoffe und MPI für Physik komplexer Systeme. Durch die langjährigen vorherigen Forschungsarbeiten und vorhandene Werkstattkapazitäten, auch bei den Kooperationspartnern, waren beim Antragsteller gute Voraussetzungen dafür vorhanden. Wesentliche Unterstützung bei der Realisierung des Vorhabens wurde durch die guten Kooperationsbeziehungen zu bekannten Hochfeldzentren erhalten: NHMFL Tallahassee/Florida (H. Schneider-Muntau und G. Boebinger), K.U. Leuven/Belgien (F. Herlach), TU Wien (R. Grössinger) und Universität Frankfurt (B. Lüthi).

## 3. Planung und Ablauf des Vorhabens

Die 50 Tesla-Impulsfeldanlage war im wesentlichen zu Beginn der Projektlaufzeit fertiggestellt und arbeitsfähig geworden. Nach Aufnahme der Arbeiten zu diesem Projekt konnte das Betriebssystem der Anlage soweit stabilisiert werden, dass bezüglich des Messplatzes mit 50 T-Impulsfeldspule seitens der Kryotechnik, des technischen Aufbaus und des Sicherheitsstandards ein regelmäßiger und sicherer Betrieb möglich war. Wesentliche Unterstützung bekamen die Arbeiten durch die Einstellung von 4 Doktoranden sowie eines wissenschaftlichen Mitarbeiters bald nach dem Projektstart.

Es war vorgesehen, dass Frau Kozlova während der Projektlaufzeit im Rahmen einer Promotionsarbeit eine Wechselstrommethode zur Messung des elektrischen Widerstands im Impulsfeld entwickelt und entsprechende Untersuchungen an Seltenerd-Übergangsmetall-Legierungen, Verbindungen mit besonderen Widerstandseffekten und Supraleitern aufnimmt. Die Magnetisierungsmessungen wurden im Rahmen der Promotionsarbeit von Herrn Kerschl anfangs an  $\text{Sm}(\text{Co,Cu})_5$ - und  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ -Verbindungen mit der 50 T-Impulsfeldspule intensiv fortgeführt. Frau Botscharova und Herrn Gaganov arbeiteten an der Entwicklung von neuem hochfesten Leitermaterial mit. Diese Untersuchungen sollen ebenfalls in Promotionsarbeiten

ihren Niederschlag finden. Dr. Skourski begann mit Arbeiten zur Verbesserung des Steuerprogramms für die Impulsfeldanlage, zur Entwicklung von Testprogrammen und Programmiererweiterungen zur Integration von zusätzlichen Bau- und Programmteilen. Das Projekt war durch eine modulare Bauweise so konzipiert worden, dass es mit einem weiteren Messplatz erweitert werden kann, z.B. vorgesehener 2. Messplatz für die 60 T-Spule bzw. für die Berstbox zum Spulentest. Der 60 T-Messplatz konnte nach dem Kauf eines entspr. Kryostaten im Jahre 2003 in Betrieb genommen werden.

Während der gesamten Laufzeit bestanden enge Kontakte zu den Dresdner Partnern, vor allem bzgl. der Beteiligung an Messungen in der Impulsfeldanlage im IFW. Durch großzügige Aufstockung der finanziellen Projektmittel seitens des BMBF konnte das Projekt weit über die zuerst geplante Laufzeit hinaus bearbeitet werden. Damit konnten die begonnen Promotionsarbeiten im Wesentlichen abgeschlossen werden. Die zusätzlichen Mittel ermöglichten auch den Kauf einer Spulenwickelmaschine, die für eine ernsthafte Spulenentwicklung notwendig geworden war. Deren Lieferung wurde aber durch Probleme in der Herstellerfirma sehr verzögert. Letztlich war der Aufbau des 100 T-Labors am Forschungszentrum Rossendorf schon so weit fortgeschritten, dass entschieden wurde, Spulenentwicklung und -bau nur dort durchzuführen und die Maschine ebenfalls dort aufzustellen, was 2004 geschehen ist.

## **4. Wissenschaftlicher und technischer Ausgangsstand**

### **4.1. Impulsfeldanlagen**

Magnetfelder oberhalb von 40 T können mit heute bekannter Technologie auf Grund der Anforderungen an die elektrische Versorgung, an die mechanischen Eigenschaften und an die Kühlung der Spule grundsätzlich nur im Pulsbetrieb erzeugt werden [1]. Hierbei wird ein hoher Strom in Form eines starken Strompulses kurzzeitig zugeführt. Dadurch kann die insgesamt erforderliche elektrische Energie in akzeptablen Grenzen gehalten und der Aufwand und die Kosten für die Energieversorgung und Spulen Kühlung (im Vergleich zu statischen Feldern) minimiert werden. Abgesehen von den nicht destruktiven Impulsfeldspulen sind besondere Techniken entwickelt worden, um noch höhere Spitzenfelder zu erreichen. Die Grenze der Lorentzkräfte kann überschritten werden, wenn man zulässt, dass sich die Spule während des Strompulses selbst zerstört. Der Rekord bei einer Flusskompressionstechnik mit Explosivstoffen liegt derzeit bei 2800 T. Diese Methoden sollen hier nicht betrachtet werden.

Bei der Erzeugung gepulster, nicht-destruktiver Magnetfelder wurden bisher mit Pulsen mit einer Dauer von ca. 100 ms Felder bis 60 T und mit Pulsen von 10 ms Felder bis 80 T erreicht. Es wird von mehreren Gruppen (dabei insbesondere vom nationalen amerikanischen Hochfeldlabor in Tallahassee und Los Alamos) angestrebt, die Feldstärke für Pulsdauern von 10 ms auf ca. 100 T und die Dauer von 60 T-Pulsen auf einige Sekunden zu erhöhen. Solche relativ langen Pulsdauern eröffnen die Möglichkeit, das Verhalten eines breiten Feldes von Substanzen im thermodynamischen Gleichgewicht in sehr hohen Magnetfeldern zu erforschen. Bei 100 T ist die maximale Energiedichte  $40 \text{ kJ/cm}^3$ , das ist in der Größenordnung der Energiedichte der chemischen Bindung (z. B. für fossile Brennstoffe). In Los Alamos wurde mit einer 1,6 MJ-Kondensatorbank-Anlage ein Pulsfeld von 80 T in einer Spule mit einer Bohrung von 15 mm und einer Pulsdauer von 10 ms erreicht. Als nächster Schritt sind gepulste Anlagen für ein Zweispulensystem 100 T / 24 mm / 20 ms (äußere Spule 50 T / 200 mm, Einsatz 50 T / 24 mm / 20 ms) sowie für eine Langpulsspule 60 T / 1 s, bei der das Magnetfeld während des Pulses für längere Zeit auf dem Maximalwert konstant gehalten wird ("flat top"-Technik), geplant. Kürzlich wurden folgende Werte erreicht: 60 T / 100 ms. In Japan (Tsukuba) wird angestrebt, mit einer 15 MW-Energieversorgung gepulste Magnetfelder mit 80 T / 20 mm / 10 ms zu erreichen.

Europa war lange Zeit auf dem Gebiet der Erzeugung und der Nutzung sehr hoher Magnetfelder führend (Amsterdam, Grenoble). Mit dem Aufbau der neuen Nationallabors für sehr hohe Felder in den USA (Tallahassee/Los Alamos) und Japan (Tsukuba) ist diese Führung verlorengegangen. Deshalb hat das European Commission Advisory Committee on Large Scale Installations im Januar 1990 ein Study Panel on Large Magnetic Fields eingesetzt. Dieses Gremium hat im Dezember 1990 u. a. empfohlen, Studien für Prototypen für gepulste, sehr hohe Magnetfelder anzufertigen und langfristig ein europäisches Hochfeldlabor zu errichten. Als Fernziel

wurde dabei die Erzeugung gepulster Magnetfelder von 100 T mit 100 ms Pulsdauer als ein Schwerpunkt ausgewiesen. Als Folge wurden 1992 und 1994 in Leuven EC-Workshops zu diesem Thema und auch zur Physik bei sehr hohen Magnetfeldern abgehalten. Als Ergebnis dieser Workshops hat ein seit 1988 bestehendes Konsortium aus europäischen Labors (Amsterdam, Berlin, Grenoble, Leuven, Oxford, Parma, Toulouse) von der EU Mittel zur Entwicklung von Prototypmagneten erhalten. Die Entwicklung wurde von der EC durch EUPRO (European Union of Physics Research Organisation) und die ESF (European Science Foundation) gefördert, in deren Ergebnis 1998 das Weißbuch "The Scientific Case for a European Laboratory for 100 T Science" herausgegeben wurde. Ein weiterer Schritt in die Richtung der Erzeugung hoher Impulsfelder ist auch der Aufbau des 100 Tesla-Labors im Forschungszentrum Rossendorf und die Beteiligung dieses Instituts und des IFW Dresden am Projekt "EuroMagNET" innerhalb des 6. EU-Rahmenprogramms (Projektstart Jan. 2005).

#### **4.2. Hochfeste Leitermaterialien**

Leiterwerkstoffe für gepulste Hochfeldmagnete beruhen auf Kupferbasis. Die wichtigsten Anforderungen an den Leiter sind [2-5]:

- hohe elektrische Leitfähigkeit,
- hohe mechanische Festigkeit,
- ausreichende Duktilität bzw. Bruchdehnung und
- Leiterquerschnitt  $\geq 6 \text{ mm}^2$  (z.B.  $2 \times 3 \text{ mm}^2$ ,  $4 \times 6 \text{ mm}^2$ ,  $5 \times 8 \text{ mm}^2$ )

Eine hohe elektrische Leitfähigkeit ist erforderlich, um während der Pulszeit den Temperaturanstieg durch die Joule'sche Wärme zu begrenzen. Eine hohe mechanische Festigkeit ist notwendig, um die im Pulsbetrieb entstehende Lorentzkraft ohne Zerstörung des Magneten zu beherrschen. Diese Kraft bzw. die damit erforderliche Festigkeit des Leiters nimmt mit dem Quadrat des erzeugten Magnetfeldes zu. Eine ausreichende Duktilität ist erforderlich zur Realisierung des vorgesehenen rechteckigen Leiterquerschnitts am Ende des Umformprozesses, zur rissfreien Wicklung der Magnetspule unter entsprechenden Zugspannungen sowie zum rissfreien Überstehen der wechselnden Spannungsanforderungen im Pulsbetrieb (Lebensdauer). Der Leiterquerschnitt soll möglichst groß sein, um die elektrische Versorgungsspannung und damit die Isolationsprobleme zu begrenzen. Die genannten Anforderungen sind teilweise widersprüchlich, weshalb ihre Realisierung zu einem Optimierungsproblem wird.

Die Erfüllung der elektrischen und mechanischen Anforderungen in gegenwärtig hergestellten Spulen wird durch eine Kombination von höherfesten Leitern und Verstärkerkomponenten realisiert. In den Leitern selbst kann eine Kombination von hoher elektrischer Leitfähigkeit und hoher mechanischer Festigkeit in der Form von sog. Mikroverbunden oder Makroverbunden geschehen [2].

Beispiele für **Mikroverbunde** auf Cu-Basis sind Phasengemische, die aus der Kombination von Kupfer mit (nahezu) unlöslichen Legierungselementen, wie Ag, Nb, Cr, oder aus der Kombination mit Dispersoiden, wie  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , TiC,  $\text{TiB}_2$  entstehen. Kennzeichnend für diese Legierungen ist, dass die Festigkeiten nach hoher Kaltumformung weit über den nach der linearen Mischungsregel erwarteten Werten liegen. Dies wird nach den "Barriere"-Modellen auf die Verminderung der Abstände der Phasengrenzflächen senkrecht zur Umformrichtung sowie auf die Flächenzunahme der Phasengrenzen der sich mitverformenden Gefügeelemente zurückgeführt (z.B. [6,7]). Ein allgemeines Problem der Mikroverbunde ist, dass mit zunehmender Gefügefeinheit nicht nur die Festigkeit sondern auch der elektrische Widerstand (durch inelastische Streuung der Leitungselektronen) überproportional zunehmen.

**Cu-Nb-Mikroverbunde** wurden interessant durch die grundlegenden Arbeiten von Bevk [8] zur anomalen Erhöhung der Festigkeit von hochverformten Cu-Nb-Legierungen. Gezielte Forschungsarbeiten zur Entwicklung hochfester Leiterwerkstoffe auf der Basis von in-situ Cu-Nb Mikroverbunden erfolgten im Ames Laboratory der Iowa State University in Zusammenarbeit mit Supercon, Inc. [9,10] sowie im Bochvar Institut Moskau [14]. Das Gefüge der vorwiegend durch Lichtbogenschmelzen hergestellten Ingots besteht aus einem Phasengemisch von verhältnis-

mäßig reiner Kupfermatrix mit dendritischen Niob-Einschlüssen. Ausgangsergebnisse waren ungewöhnlich hohe Zugfestigkeiten von mehr als 2 GPa, die an Drähten von Cu-20 m%Nb-Legierungen mit 0,3 mmØ nach einem logarithmischen Umformgrad von  $\eta = 12$  realisiert wurden ( $\eta = \ln(A_0/A)$ ,  $A_0$  = Ausgangs- bzw.  $A$  = Endquerschnitt) [11]. Zur Erzielung von Zugfestigkeiten im Bereich um 1 GPa waren allerdings noch Umformgrade von  $\eta > 8$  erforderlich. Für den interessierenden Enddurchmesserbereich von  $> 3$  mm müsste dann die Kaltumformung bei Ausgangsdurchmessern von  $> 165$  mm starten. Versuche, den notwendigen hohen Gesamtumformgrad und die gewünschten Leiterabmessungen durch ein- oder mehrmaliges Stapeln der Leiter in Cu-Büchsen und anschließendes Strangpressen und Ziehen zu realisieren, führten lediglich zu Leitern mit Zugfestigkeiten  $< 1,1$  GPa bei Raumtemperatur.

**CuAg-Mikroverbunde** wurden in grundlegende Arbeiten von Frommeyer und Wassermann [12,13] untersucht, wobei insbesondere die anomalen Änderungen der elektrischen und mechanischen Eigenschaften nach hoher Kaltumformung im Vordergrund standen. Die Entwicklung von Leitern auf Cu-Ag-Basis erfolgte insbesondere in den Tsukuba Magnet Laboratories [14]. Cu-Ag-Legierungen bilden ein eutektisches System, wobei die maximalen gegenseitigen Löslichkeiten der Randkomponenten jeweils etwas über 8 m% liegen. In den interessierenden kupferreichen Legierungen (bislang vorzugsweise mit Ag-Gehalten  $< 25$  m%) liegt ein Phasengemisch von primär erstarrten Cu-Dendriten und dem sich bei ca. 780°C bildenden Eutektikum (Ag + Cu) vor. Die Abnahme der gegenseitigen Löslichkeiten beider Komponenten mit fallender Temperatur bietet die Chance, dass zusätzlich zur Verfestigung durch Kaltumformung auch eine Verfestigung durch Ausscheidungsprozesse (Aushärtung) genutzt werden kann. Aber auch ohne zusätzliche Wärmebehandlungen verfestigen Cu-Ag-Legierungen wesentlich stärker als Cu-Nb-Legierungen. Das Festigkeitsniveau von 1 GPa wird bereits nach Umformgraden von  $\eta \approx 5$  erreicht [15]. Tatsächlich lassen sich durch Wärmebehandlungen vor der Kaltumformung oder durch Zwischenglühungen bereits nach Umformgraden von  $\eta = 4$  Zugfestigkeiten  $> 1$  GPa erzielen. Die gegenwärtig veröffentlichten Labor-Spitzenwerte für die Wertekombination Zugfestigkeit/Umfomgrad, gemessen an runden Cu-24 m%Ag-Leitern, betragen 1,3 GPa bei  $\eta = 5$  [14].

**Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Mikroverbunde** werden kommerziell hergestellt (GlidCop®) und sind seit mehreren Jahren erfolgreich als Leitermaterial in gepulsten Hochfeldmagneten im Einsatz [16]. Die Herstellung umfaßt die Schritte: Verdüsen einer CuAl-Schmelze, innere Oxidation der Pulver durch Glühen unter oxidierenden Bedingungen und Konsolidierung durch Strangpressen. Die mechanischen und elektrischen Eigenschaften werden im wesentlichen vom Aluminiumoxid-Gehalt bestimmt. Der vom Umformgrad bestimmte Beitrag zur Festigkeitssteigerung ist verhältnismäßig gering, da nur eine Umverteilung der sich nicht verformenden Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Teilchen erfolgt. GlidCop®-Material wird in den vom NHMFL Tallahassee/Florida an das IFW Dresden gelieferten Impulsfeldspulen verwendet.

**Makroverbunde** sind durch den Verbund eines Cu-Leiters mit einem Stahl hoher Festigkeit gekennzeichnet. Bezüglich der elektrischen und mechanischen Eigenschaften kann von der Anwendbarkeit der linearen Mischungsregel ausgegangen werden. Pionierarbeit zur Entwicklung von Makroverbunden auf der Basis Kupferkern-Stahlmantel wurde im Clarendon Laboratory der Universität Oxford geleistet [17]. Auch im INSA Toulouse sind entsprechende Arbeiten durchgeführt worden. Der Verbundaufbau erfolgt durch Ziehplattierung (z.B. Start mit Ø25mm-Rohren). Unterschiedliche Querschnittsanteile von Kern und Mantel können durch unterschiedliche Rohr-Wanddicken eingestellt werden. Als Mantelmaterial werden handelsübliche austenitische Stahlrohre, z.B. die Qualitäten AISI 316L (X2CrNiMo 18/10) oder AISI 304 (X5CrNi 18/9) benutzt. Da austenitische Stähle stark verfestigen, sind zur Herstellung größerer Leitermengen sowie zur Aufrechterhaltung der Ziehfähigkeit Rekristallisationsglühungen in den Umformprozess einzufügen.

## 5. Zusammenarbeit

Bei den Entwicklungsarbeiten für die 60 Tesla-Impulsfeldanlage, der Messtechnik und den experimentellen Untersuchungen, insbesondere der Auswahl geeigneter Experimente, bestand eine sehr enge Zusammenarbeit des Antragstellers mit folgenden Dresdner Instituten:

- Forschungszentrum Rossendorf (F. Pobell, J. Wosnitza),
- Institut für Festkörperphysik der TU Dresden (M. Loewenhaupt),
- Max-Planck-Institut für chemische Physik fester Stoffe (F. Steglich),
- Max-Planck-Institut für Physik komplexer Systeme (P. Fulde).

Im Zusammenhang mit dem geplanten Aufbau des 100 Tesla-Hochfeldlabors bestand eine besonders enge Zusammenarbeit mit dem FZ Rossendorf. Diese wurde im Wesentlichen dadurch gefördert, dass die Energieversorgungseinheit für die 60 Tesla-Impulsfeldanlage am IFW durch das FZR als Pilotanlage für das große Projekt entwickelt und gebaut worden war.

Weiterhin bestanden enge Kooperationsbeziehungen bezüglich des Aufbaus von Impulsfeldanlagen und der dazugehörigen Messplätze zu den nachfolgend aufgeführten Partnern:

- TU Wien, Institut für Experimentalphysik (R. Grössinger)
- Universität Frankfurt, Physikalisches Institut (B. Lüthi, B. Wolf)
- K. U. Leuven, Laboratorium für Festkörperphysik und Magnetismus (F. Herlach)
- National High Magnetic Field Laboratory Tallahassee (H.-J. Schneider-Muntau) und Los Alamos (G. Boebinger und A. Lecarda). Diesem Labor kommt in der Zusammenarbeit zur Weiterentwicklung der Impulsfeldspulen besondere Bedeutung zu, da dort die Spulenentwicklung und der -bau in einem großen Maßstab betrieben werden und Spulen in hoher Qualität auch zum Kauf angeboten werden (z.B. 50 T-Spulen für die gegenwärtige Anlage im IFW Dresden). Damit verbunden sind auch große Erfahrungen in der Entwicklung von Leiterwerkstoffen und der Messtechnik.
- Humboldt-Universität Berlin, Institut für Physik (M. von Ortenberg)

Das Impulsfeldlabor steht Fremdnutzern im Rahmen des EU-Projekts "EuroMagNET" (6. Rahmenprogramm) zur Verfügung.

## 6. Darstellung der Forschungsergebnisse

### 6.1 Gegenwärtiger Stand der 60 T-Impulsfeldanlage

Die Anlage besteht aus drei räumlich getrennten Bereichen Bedienerraum – Kondensatorraum/Energieversorgung – Spulen-/Messraum und ist in [Krug 2001, Herr 2003] beschrieben. Die 1 MJ-Kondensatorbank ist in vier identische, voneinander unabhängige 250 kJ-Module aufgeteilt, die einzeln und nach Wahl parallel betrieben werden können. Als Impulsfeldspulen stehen zur Zeit zur Verfügung: 50 Tesla/24 mm Bohrung und 60 Tesla/15 mm Bohrung mit etwa 9 ms Anstiegszeit (hergestellt am NHMFL Tallahassee/USA) und 40 Tesla – 24 mm Bohrung mit etwa 80 ms Anstiegszeit (Lieferer METIS/Belgien). Die Impulsfeldspulen werden in flüssigem Stickstoff betrieben, um die notwendigen hohen Ströme zum Feldaufbau und eine schnelle Abkühlung der Spule nach dem Feldimpuls zu erreichen. In die Spulen wird ein Helium-Verdampferkryostat eingesetzt, mit dem Temperaturen von 1.6 K bis 300 K eingestellt werden können. Es bestehen zur Zeit zwei Messplätze, die wechselweise an die Kondensatorbatterie angeschlossen werden können, um jeweils unabhängige Experimente auszuführen. Weiterhin kann an einem Messplatz eine Impulsfeldspule in einer splittersicheren Testbox aufgestellt werden, in der die Spulen nach ihrer Lieferung bzw. Herstellung auf die Leistungsfähigkeit bis zu ihrer Spitzenfeldstärke getestet werden können.

Die Anlage wurde in mehreren Etappen auf- und umgebaut und erweitert. Durch die Möglichkeit, die Widerstände im Schwingkreis Impulsfeldspule-Kondensator zu ändern, können verschiedene Feld-Zeit-Profile der Feldimpulse eingestellt werden, die von unterschiedlich starkem Überspringen des Feldes in den negativen Feldbereich bis hin zum aperiodischen Grenzfall reichen. Damit können insbesondere hysteretische Magnetisierungsprozesse untersucht werden. Durch eine spezielle Beschaltung mit Hochspannungs-Netzgeräten positiver und negativer Ausgangsspannung ist es möglich, Impulsfelder in beide Feldrichtungen bis zum Maximalfeld zu erzeugen [Krug 2002]. Dadurch ist eine Änderung der Feldpolarität ohne Lagewechsel der

Probe möglich, was in bestimmten Fällen (z.B. bei der Messung von Hall-Effekten) erforderlich ist.

Durch den Aufbau und Betrieb der Impulsfeldanlage im IFW Dresden wurden wesentliche Erkenntnisse gewonnen, die in die Konstruktion der Energieversorgungseinheit und Sicherheitstechnik für die geplante 100 T-Impulsfeldanlage im FZ Dresden-Rossendorf Eingang gefunden haben.

Für die Tieftemperaturtechnik wurden Helium-Verdampfer-Kryostate bei der Firma CRYOGENIC/London gekauft, die an die jeweiligen Impulsfeldspulen angepasst sind. Die für Experimente nutzbaren lichten Weiten im Kryostaten sind 12 mm bei der 50 T-Spule und 9,6 mm bei der 60 T-Spule. Die Impulsfeldspulen befinden sich in einem Metall-Dewar-Gefäß. Es können Messungen im Temperaturbereich von 1.8 – 300 K realisiert werden.

Große Aufmerksamkeit wurde der Sicherheit der Anlage gewidmet, besonders dem Schutz gegen Hochspannung, Bersten der Spule und schlagartiges Verdampfen der kryogenen Flüssigkeiten. Die Räume sind zusätzlich mit einem speziellen elektronischen Sicherheitssystem und TV-Überwachung ausgestattet.

## 6.2 Magnetisierungsmessungen

Für Magnetisierungsmessungen wurde ein hochgradig kompensiertes Pick-up-Spulensystem entwickelt und erfolgreich getestet [Ecke 2001a & 2001b]. Im Folgenden werden die Ergebnisse einiger Messungen aufgeführt:

- Magnetisierungsprozesse erster Ordnung (FOMPs) wurden an den intermetallischen Verbindungen  $\text{Nd}(\text{Fe},\text{M})_{12}\text{Z}_y$  untersucht ( $\text{M} = \text{Mo}, \text{Ti}, \text{V}$ ;  $\text{Z} = \text{C}, \text{N}$ ) [Müll 2001]. Es konnte gezeigt werden, dass das FOMP-Feld der Mo-haltigen Karbide viel höher als das der V- und Ti-haltigen ist, aber immer kleiner als 16 Tesla. Im Gegensatz zu theoretischen Annahmen wurde kein FOMP bis zu 40 Tesla in den entsprechenden Nitriden gefunden.
- Thermisch aktiviertes Quantentunneln wurde in  $\text{Mn}_{12}$ -Azetat beobachtet. Durch die Einstellung unterschiedlicher Feldanstiegszeiten konnte deren Einfluss auf Magnetisierungssprünge bei verschiedenen Feldstärken bestimmt werden [Grös 2001]. Durch diese Messungen zeigte die Impuls-Hochfeldtechnik neue Möglichkeiten zum Studium von Umschaltprozessen infolge Quantentunnelns in Einzelmolekül-Nanomagneten.
- Mit Magnetisierungsmessungen konnten auch die hohen Anisotropiefelder und Anisotropiekonstanten von intermetallischen Verbindungen wie  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  und  $\text{SmFe}_{11-x}\text{Co}_x\text{H}_y$  untersucht werden. Für  $^{154}\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  wurden  $\mu_0 H_a = 23 \text{ T}$  gemessen; dieser Wert korreliert gut mit dem Wert des Austauschfeldes  $\mu_0 H_{\text{ex}} = 270 \text{ T}$ , das für diese Verbindung aus Messungen mit unelastischer Neutronenstreuung bestimmt worden war [Sipp 2002]. Für  $\text{SmFe}_{11-x}\text{Co}_x\text{H}_y$ -Verbindungen ( $x = 0, 1, 2, 3$ ,  $y < 1$ ) wurde durch die Hydrierung ein drastischer Anstieg der Anisotropiekonstanten  $K_1$  bei Raumtemperatur im Bereich  $x = 2$  gefunden. [Skou 2002].
- In  $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu})_5$ -Verbindungen wurde ein metamagnetischer Übergang gefunden [Telle 2002], von dem angenommen wird, dass er durch den Übergang zwischen zwei Spinzuständen des Kobalts verursacht wird. Weitergehende Untersuchungen dieses Hochfeldübergangs wurden an  $\text{SmCo}_{5-x}\text{Cu}_x$ -Proben ( $0 \leq x \leq 3$ ) einschließlich der Bestimmung der Koerzitivfeldstärke bis zu 4,2 K hinab durchgeführt. Nach der Beobachtung des Übergangs in einigen  $\text{SmCo}_{2.5}\text{Cu}_{2.5}$ -Legierungen wurde dieser zum ersten Mal auch bei  $\text{SmCo}_2\text{Cu}_3$  gefunden. Die Untersuchungen ergaben, dass das Erscheinen des Übergangs vom Sm-Überschuss in den Legierungen abhängig ist und erst oberhalb von etwa 6 Gew.-% Sm-Überschuss erscheint. Zur Bestimmung der Koerzitivfeldstärke erwies sich die Möglichkeit der vollständigen Umkehr des Feldimpulses als nützlich und notwendig (durch Umschaltung auf die Hochspannungsnetzteile mit negativer Polung). Sowohl die Koerzitivfeldstärke als auch das Magnetfeld, bei dem der Hochfeldübergang erscheint, steigen mit wachsendem Cu-Gehalt.
- In  $\text{DyFe}_6\text{Al}_6$  wurde ein feldinduzierter Magnetisierungsübergang im Feldbereich zwischen 17 und 35 T gefunden, der sich als temperaturabhängig erwies. Das Verschwinden der spontanen Magnetisierung bei tiefen Temperaturen unterhalb von 40 K lässt auf eine antiferromagnetische Kopplung in diesem Temperaturbereich schließen [Kers 2002a & b, 2003, 2004a]. An der Selten-Erd-Übergangsmetallverbindung  $\text{DyMnGeFe}_5\text{Al}_5$  (aus dem pseudobinären System

$\text{Dy}(\text{Mn}_6\text{Ge}_6)_{1-x}(\text{Fe}_6\text{Al}_6)_x$  wurde der Einfluss der Substitution von  $\text{DyFe}_6\text{Al}_6$  mit Mn und Ge auf die Magnetisierung untersucht. Dabei konnte kein feldinduzierter Übergang gefunden werden. Im Zusammenhang mit der negativen Remanenz von  $\text{DyMnGeFe}_5\text{Al}_5$  nach Feldabkühlung kann auf eine erhöhte antiferromagnetische Kopplung (in Bezug auf die  $\text{DyFe}_6\text{Al}_6$  Zusammensetzung) der verschiedenen magnetischen Untergitter geschlossen werden [Kers 2004b]. Weitere Untersuchungen zeigten ein Verschwinden der spontanen Magnetisierung in  $\text{DyFe}_6\text{Al}_6$  bei tiefen Temperaturen, was auf eine starke effektive antiferromagnetische Kopplung hinweist. Bei Magnetisierungsmessungen im Impulsfeld wurde ein feldinduzierter Übergang gefunden, der einen spinglasartigen Tieftemperaturzustand ausschließt.

- Eine metamagnetische Achsenkonversion durch eine starke magnetoelastische Kopplung wurde erstmals in  $\text{NdCu}_2$  untersucht [Doerr 2001]. Durch die Hochfeldmessungen konnten das magnetische Phasendiagramm von  $\text{SmCu}_2$  vervollständigt und ein anomales Verhalten der Austauschisotropie (Vorzeichenwechsel) nachgewiesen werden [Rott 2001].
- Ein Vergleich der Unterdrückung des Antiferromagnetismus durch hohe Magnetfelder oder Temperaturen gibt einen guten Einblick in die Natur des metallischen Zustands und der magnetischen Ordnung. Magnetisierungsmessungen wurden an den halbmetallischen antiferromagnetischen Heusler-Verbindungen  $\text{Mn}_3\text{Si}$  ( $T_N = 25$  K),  $\text{CuMnSb}$  ( $T_N = 50$  K) und  $\text{PdMnTe}$  ( $T_N = 17$  K) bis zu 50 T und herab zu 4,2 K durchgeführt [Doerr 2004].  $\text{Mn}_3\text{Si}$  und  $\text{CuMnSb}$  zeigen eine nicht gesättigte Magnetisierung von nur einem Bruchteil des möglichen Moments bis 50 T, während  $\text{PdMnTe}$  einen Trend zur Sättigung zeigt. Die Unterschiede lassen sich mit einer starken Asymmetrie in der Ladungsträgerdichte erklären.
- $\text{R}_2\text{Fe}_{17}$ - und  $\text{Gd}_5\text{Si}_x\text{Ge}_{4-x}$ -Verbindungen ( $R = \text{Y}, \text{Pr}$ ) zeigen einen magnetokalorischen Effekt, für den die Entropie- und Temperaturänderungen aus Magnetisierungsmessungen bestimmt werden können [Mand 2004, Yan 2004]. Die Untersuchungen dieser Verbindungen im Impulsfeld zeigten, dass sich der magnetokalorische Effekt linear mit wachsender Feldstärke vergrößert. Die Ergebnisse der Impulsfeldmessungen zeigten aber auch, dass die Messung im Gegensatz zu der in statischen Magnetfeldern nicht isotherm abläuft und sich dadurch verfälschte Werte der Entropieänderung ergeben.
- Ein metamagnetischer Übergang ist auch in der Schwere-Fermionen-Verbindung  $\text{Ce-Ni}_2\text{Ge}_2$  bei etwa 43 T unterhalb von 10 K beobachtet worden. Dieser Übergang wird als eine Änderung des Charakters der  $4f$ -Elektronen des Ce von einem delokalisierten (itineranten) Zustand bei kleinen Feldstärken zu einem lokalisierten Zustand bei hohen Feldstärken interpretiert (Zusammenarbeit mit P. Gegenwart vom MPI CPFS Dresden).

### 6.3 Magnetowiderstandsmessungen

Zur Messung des elektrischen Widerstandes wurden ein Messsystem aufgebaut und die entsprechenden Datenerfassungsprogramme entwickelt, um den Magnetowiderstand zu bestimmen. Rückkopplung und Unterstützung gab es dabei durch Kontakte zu Dr. M.Kozlov (High magnetic field laboratory, Russian Federal Nuclear Center – All Russian Scientific Research Institute of Experimental Physics (RFNC-VNIIEF)); Prof. N. Miura (Institute for Solid State Physics University of Tokyo) und Dr. G. Boebinger (Pulsed Magnetic Field Laboratory, National High Magnetic Field Laboratory, Los Alamos). Für die Datenerfassungs- und Auswertprogramme wurde die Software Agilent VEE Pro 6.01 verwendet. Das Hauptproblem bei der Entwicklung der Widerstandsmesstechnik war die Unterdrückung der Störspannungen, um eine Widerstandsmessung bis in den  $\mu\Omega$ -Bereich hinein, z.B. für Supraleiter, zu ermöglichen. Es wurde eine angepasste, rechentechnisch gestützte Messtechnik für Wechsel- bzw. Gleichstrommessungen entwickelt [Kozl 2001 & 2004a]. Durch eine entsprechende Unterdrückung der zahlreichen Rauschphänomene und eine angepasste mathematische Analyse gelingt es mit Hilfe von hochfrequenter Wechselstromtechnik, Widerstände bis zu Absolutwerten von 1 m $\Omega$  zu messen.

- Die Magnetowiderstandsmessung an dünnen nicht-texturierten polykristallinen  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ -Filmen, die durch Abscheidung mit einem gepulsten Laser hergestellt worden waren, zeigt, dass die elektrische Leitfähigkeit  $G = R^{-1}$  bei Temperaturen  $T \ll T_{\text{Curie}}$  in Feldern



bis zu 50 Tesla linear mit dem Feld ansteigt [Kozl 2003a]. Es wird angenommen, dass dieses Verhalten eine Folge des Tunnelns durch die Korngrenzen ist, die durch eine Spinunordnung charakterisiert sind. Die lineare  $G(H)$ -Abhängigkeit kann mit einem Modell zum indirekten Tunneln erklärt werden (Lee et al., Phys. Rev. Lett. 82, 4508 (1999)). Zusätzlich zu diesem Verhalten wurde festgestellt, dass die Widerstandswerte dieser Proben nach dem Feldimpuls etwa 3% kleiner sind und dann langsam gegen den Ausgangswert relaxieren. Die Relaxation gehorcht näherungsweise einer logarithmischen Zeitabhängigkeit  $R(t) = R(t_1) [1 + S \ln(1 + (t-t_1)/t_0)]$  [Kozl 2003b]. Es wird angenommen, dass der beobachtete Anstieg der „Widerstandsviskosität“  $S$  mit abnehmender Temperatur wie das Fehlen einer Sättigung der Leitfähigkeit  $G(H)$  durch den ungeordneten Spinzustand innerhalb der Korngrenzen verursacht wird [Kozl 2004b]. Die Untersuchungen an dünnen, texturierten und nicht texturierten polykristallinen  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ -Filmen wurden in gepulsten Magnetfeldern bis zu 60 T zwischen 4,2 K und 300 K fortgesetzt [Kozl 2003a]. Die nicht texturierten Filme zeigen eine lineare Feldabhängigkeit bis zu höchsten Feldstärken, die durch eine konstante Suszeptibilität an den Korngrenzen in diesem Feldbereich verursacht wird. Die Beobachtung der zeitlichen Widerstandsänderung konnte bereits 10 ms nach dem Feldimpuls begonnen werden. Für beide Proben wird eine logarithmische Relaxation und ein unerwarteter Anstieg der Relaxationsrate mit fallender Temperatur bis zu 1,9 K beobachtet. Dieser Typ der Relaxation wurde an epitaxialen  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ -Filmen nicht beobachtet und ist für die texturierte polykristalline Probe kleiner, was auf strukturell gestörte Schichten zwischen fehl ausgerichteten Körnern hinweist. Das Verhalten könnte durch einen Spinglas-ähnlichen Zustand bei einigen Korngrenzen innerhalb des Leitfähigkeitspfades verursacht werden. Weiterhin wurde der Magnetowiderstand (MR) von epitaxialen  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ - und  $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ -Filmen sowie eines  $\text{La}_{0.75}\text{Sr}_{0.25}\text{MnO}_3$ -Einkristalls gemessen. Die MR-Werte sind unter Verwendung von Brillouin-Funktionen skaliert worden. Es zeigte sich, dass das Modell im paramagnetischen Bereich eine gute Anpassung liefert, was auf die Anwesenheit paramagnetischer Cluster hinweist. Nahe der ferromagnetischen Ordnungstemperatur treten systematische Abweichungen bei hohen Feldstärken auf, die auf ein Versagen dieses einfachen Modells hinweisen

- Die  $\text{MnAu}_2$ -Verbindung zeigt wegen ihrer helikalen Spinstruktur ein sehr komplexes Verhalten von Magnetisierung und Magnetowiderstand in hohen Magnetfeldern. Der Einfluss einer Substitution von Mn durch Eisen auf Magnetisierung und Magnetowiderstand von rasch erstarrten  $\text{Mn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{Au}_2$ -Bändern wurde in Abhängigkeit von Magnetfeldstärke und Temperatur untersucht. Das Schwellenfeld für einen metamagnetischen Übergang hängt sehr stark vom Fe-Gehalt ab, ebenso die magnetische Struktur [Hand 2000, Kozl 2002]. Die Änderungen der magnetischen Struktur konnten mit Neutronendiffraktionsmessungen verfolgt werden. In Abhängigkeit von  $x$  erfolgt bei tiefen Temperaturen ein Übergang von der Helix zu einer kollinearen ferromagnetischen Struktur [Hand 2005].
- Die Untersuchungen des elektrischen Widerstands und Hall-Effekts von CeBiPt- Einkristallen zeigten eine drastische Änderung der elektronischen Bandstruktur in Impulsfeldern bis 60 T [Wosn 2004, Kozl 2005]. Das oszillierende Shubnikov-de Haas-Signal verschwindet oberhalb 25 T. Oberhalb dieser Feldstärke ändert sich der Magnetowiderstand unabhängig von Winkel und Temperatur. Dieses einheitliche Verhalten wird durch die 4f-Elektronen des Ce verursacht, wie es durch das Fehlen von jeglichem unkonventionellen Verhalten in der Schwesterverbindung LaBiPt gezeigt wird. Messungen in den positiven und negativen Feldrichtungen wurden durchgeführt, um die Genauigkeit der Messungen zu erhöhen. Die überraschenden Messergebnisse sind durch Kontrollmessungen am NHMFL Los Alamos bestätigt worden (gemeinsame Veröffentlichung [Wosn 2004]).
- An supraleitenden schmelztexturierten  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ -Proben wurde die Magnetisierung und der Magnetowiderstand bis 50 T gemessen. Es wurde eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen erhalten, die in statischen Magnetfeldern bis 16 T gemessen wurden. Das Irreversibilitätsfeld zeigt einen linearen Anstieg oberhalb 20 T, der mit den gebräuchlichen Modellen nicht erklärt werden kann [Skou 2004]. Weiterhin wurden Messungen des Irreversibilitätsfelds und des oberen kritischen Magnetfelds von supraleitenden dünnen  $(\text{Nd,Eu,Gd})\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ -Filmen begonnen.

- Zur Aufklärung der Verwendbarkeit der im IFW entwickelten Leiterwerkstoffe für Impulsfeldspulen wurde deren Magnetowiderstand gemessen. Diese Werkstoffen haben eine sehr hohe mechanische Festigkeit und wegen des relativ großen Leiterquerschnittes einen niedrigen Ohmschen Widerstand; die letzte Tatsache erschwert die Messung im Impulsfeld. Die Ergebnisse zeigen einen geringen Magnetowiderstandseffekt von weniger als 10% bei 50 T, der kleiner ist als der Widerstandsanstieg durch eine Temperaturänderung von 77 K nach 300 K (diese Differenz entspricht der Widerstandsänderung während eines 50 T-Feldimpulses).

## 6.4 NMR

Ein herausragendes Ergebnis war im Jahr 2002, dass weltweit erstmals kernmagnetische Resonanz (NMR) in Impulsmagnetfeldern nachgewiesen wurde [Haas 2003a&b, 2004a&b]. In anderen Institutionen, z.B. am renommierten Hochfeldlabor NHMFL Los Alamos, wurde bisher vergeblich versucht, NMR-Experimente in Impulsfeldern durchzuführen. In letzter Zeit wurden weitere NMR-Experimente mit Wasserstoff-Deuterium-Proben in Feldern bis zu 57,3 T ausgeführt, die u.a. gut zur Feldeichung der Impulsfeldmagnete geeignet sind [Haas 2004c]. Diese ersten Ergebnisse zeigen, dass die Untersuchung elektronischer Zustände in sehr hohen und variablen Magnetfeldern mit Hilfe von NMR möglich ist. Typische Anwendungen werden in der Spektroskopie von Systemen gesehen, die physikalische Effekte bei hohen Feldstärken zeigen. Außerdem wird es möglich sein, NMR als Werkzeug zur Messung von Magnetfeldern und Feldverteilungen und zur genauen Feldeichung zu verwenden. Das könnte die Entwicklung neuer Geräte, Techniken und Methoden anregen.

Die NMR-Experimente vor 2004 konzentrierten sich auf niedrige Resonanzfrequenzen (Atomkerne mit kleinem gyromagnetischen Verhältnis), da dazu bekannte NMR Hardware-Konzepte genutzt werden konnten. Außerdem verursacht die für NMR-Zwecke sehr geringe Reproduzierbarkeit des Feldes von etwa 1% nur kleine absolute Frequenzungenauigkeiten bei der Wiederholung der Experimente. Diese Ungenauigkeiten sind bei kleinen Frequenzen nicht groß gegenüber den zur Verfügung stehenden Bandbreiten. Man war außerdem auf große Proben volumina (schlechte Homogenität) angewiesen, da die Technik der Implementierung von kleinsten NMR Spulen nicht vorhanden und außerdem die Empfindlichkeit des aufgebauten Spektrometers gering war. Erstmals konnten Resonanzen bis zu Impulsfeldstärken von 58 T beobachtet werden [Haas 2004a-c]. Seit 2004 wurde der Aufbau eines NMR Spektrometers für gepulste Magnete betrieben, das NMR bis zu 3 GHz gestattet [Haas 2005a&b]. Ein solches Spektrometer ist völlig neuartig und existiert weltweit noch nicht. Auch dabei konnte nicht auf bekannte Hardware-Konzepte zurückgegriffen werden, weder beim Empfänger noch bei den Probenköpfen, so dass mit fundamentalen Entwicklungsarbeiten begonnen werden musste:

1. Aufbau eines 3 GHz Empfängers mit 8 MHz Bandbreite.
2. Entwicklung der Software für die Datenerfassung.
3. Optische Synchronisierung des Spektrometers mit Pulsfeldanlage.
4. Entwicklung von NMR-Probenköpfen für 600 MHz, 1 GHz, 1.3 GHz, 2 GHz für Experimente in der 50 T-Spule.
5. Aufbau der Technik zur Implementierung kleinster Hochfrequenz-Spulen (Durchmesser von 0.7 mm) und ihrer Füllung mit Probenmaterial.
6. Aufbau eines 2 GHz Leistungsverstärkers.
7. Messung der Feldhomogenität in z-Richtung der 50 T-Spule.

Im Laufe der Entwicklung konnte die Maximalfrequenz Schritt für Schritt bis 2.03 GHz gesteigert werden.

Für die Fortführung der Arbeiten im Jahre 2005 bestehen die folgenden Aufgaben:

1. Aufbau eines 3 GHz Spektrometers mit der 10-fachen Bandbreite (80 MHz).
2. Softwareentwicklung für Datenerfassung.
3. Entwicklung von 2.4 GHz NMR Probenköpfen basierend auf bisherigem Konzept.
4. Untersuchung neuer Probenkopf-Schaltungen, die eine Verwendung größerer Kapazitäten gestatten, um die mechanische Stabilität des Probenkopfes im gepulsten Feld zu erhöhen.
5. Entwicklung eines Probenkopfes für temperaturabhängige Messungen, der im Kryostaten von außen abgestimmt werden kann; für verschiedene Frequenzbereiche.
6. Verbesserung der Feldmessenrichtung für NMR Demodulation.
7. Ausmessung der Feldverteilung der 60 T Spule.

8. Einführung von Mikropulsen für verbesserte Auflösung.
9. Erste Anwendungen bei  $^1\text{H}$  NMR.

## 6.5 Entwicklung hochfester Leitermaterialien

Ein Überblick über die Arbeiten ist in den Veröffentlichungen [Grün 2001a, Freu 2002] gegeben worden. Im einzelnen wurden die folgenden Gruppen von Leitermaterialien weiterentwickelt:

### **Cu-Ag-Leitermaterialien**

Nach mehreren Versuchen mit unterschiedlichen Zusammensetzungen wurden zwei Legierungen Cu-7 m.-%Ag und Cu-24 m.-%Ag als vielversprechend in Bezug auf die mechanischen und elektrischen Eigenschaften ausgewählt. Die mechanischen Eigenschaften von beiden Legierungen können durch die Ausscheidungsreaktion verbessert werden. Dabei es handelt sich um zwei Arten von Ausscheidungen. Zum Einen treten feine kontinuierliche Ausscheidungen auf und zum Zweiten werden gröbere, diskontinuierliche Ausscheidungen beobachtet. Eine Dominanz der kontinuierlichen Reaktion verspricht eine Steigerung der Festigkeit des Leiters.

Das Gefüge von Cu-24 m.-%Ag besteht aus einem Phasengemisch von primär erstarrten Cu-Dendriten und dem sich bei ca.  $780^\circ\text{C}$  bildenden Eutektikum. Das Eutektikum umschließt die primär erstarrten Cu-Kristallite und unterdrückt damit die Bildung von Großwinkelkorngrenzen während der Erstarrung. Dies führt zur Dominanz der kontinuierlichen Ausscheidungsform, was seinerseits zu einem höheren Aushärtungseffekt führt. Die Erstarrung von Cu-24 m.-%Ag Legierungen beginnt im Vergleich zu den Legierungen mit 7 m.-% bei wesentlichen geringeren Temperaturen. Der nahezu senkrechte Verlauf der Soliduslinie in diesem Temperaturbereich vermindert die Neigung zur Seigerung. Daher ist eine kurze Homogenisierung nur notwendig um vorausgeschiedene Silberteilechen wieder aufzulösen. Es wurde eine Zugfestigkeit von 1,17 GPa erzielt.

Aufgrund der konstitutionellen Bedingungen im Cu-Ag-Zustandsdiagramm beginnt die Erstarrung von Legierungen mit 7 m.-%Ag bei verhältnismäßig hohen Temperaturen und führt zu starken Seigerungserscheinungen in den Cu-Kristalliten. Als Folge kommt es nur zu einem geringen Aushärtungsbeitrag. Daher ist für das Erreichen eines maximalen Aushärtungseffektes eine Homogenisierung von 5 h bei  $770^\circ\text{C}$  unbedingt erforderlich. Die optimale Anlasszeit bei einer Temperatur von  $400^\circ\text{C}$  liegt bei ca. 8 h. Nach 8 h ist einerseits die Vergrößerungsreaktion von diskontinuierlichen Ausscheidungen noch nicht weit fortgeschritten und andererseits die Härte der Matrix durch kontinuierliche Ausscheidungen auf über 110 HV gestiegen. Diese Drähte zeigen eine Zugfestigkeit von 1,22 GPa. Die diskontinuierliche Ausscheidungsreaktion kann durch kleine Zusätze eines dritten Elements verzögert werden. Dabei kommen Elemente mit einer vernachlässigbaren kleinen Löslichkeit in Kupfer zum Einsatz, die zudem einen größeren Atomradius haben. Im Fall der Cu-Ag-Zr Legierungen wurde durch Homogenisierung bei  $850^\circ\text{C}$  für 5h ein homogener Mischkristall eingestellt. Die optimale Aushärtungswärmebehandlung ist eine Glühung bei  $400^\circ\text{C}$  für 18 h. Das Zulegieren von Zr führt zu einer Bildung einer ternären Phase, die spröde ist und im Verlauf des Drahtziehens zerbricht, was zur Bildung von Hohlräumen führt. Dies kann die Abnahme der Duktilität oder sogar einen Drahtabriss verursachen. Die Untersuchungen der Cu-Ag-Zr Legierungen haben gezeigt, dass der Anteil der  $\text{Cu}_6\text{AgZr}$  Phase vom Zr-Gehalt abhängt und ein Zusatz von 0,05 m.-%Zr für die mechanischen Eigenschaften und die Unterdrückung der diskontinuierlichen Ausscheidungsreaktion optimal ist. Ein Draht dieser Legierung weist nach einer Verformung bis zu dem Umformgrad von  $\eta=4,97$  eine Zugfestigkeit von 1,29 GPa und eine Leitfähigkeit von ca. 58 %IACS auf. Im Vergleich dazu zeigt eine binäre Legierung beim gleichen Umformgrad eine Zugfestigkeit von ca. 1,2 GPa mit einer Leitfähigkeit von ca. 67 %IACS. Die Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit ist die Folge der Feinheit der Mikrostruktur, da die Elektronen an den Grenzflächen gestreut werden. Wird die Legierung nach einem Umformgrad von  $\eta=4,03$  bei  $250^\circ\text{C}$  für 2 h gegläht, dann kann die Leitfähigkeit bei gleichem Festigkeitsniveau auf 63%IACS gesteigert werden.

An rechteckigen Leitern aus Cu-24 m.-%Ag und Cu-7 m.-%Ag Legierungen wurde das Ermüdungsverhalten im Bereich der Zugspannungen bei Raumtemperatur ermittelt. Aus den Ergebnissen wurden die Wöhler-Kurven für die Legierungen ermittelt. Bei einer maximalen Span-

nung von 1 GPa hält der Leiter ca. 5000 Zyklen aus, was für eine Anwendung in der Magnet-spule als ausreichend erachtet wird.

### **Cu-Nb-Leitermaterialien**

Nach mehreren Mahlexperimenten wurden die zur Entstehung des Cu-Nb-Mischkristalls optimalen Parameter des mechanischen Legierens ermittelt [Botc 2003]. Da Kupfer und Niob eine hohe Duktilität besitzen, wird das Mahlen bei einer tiefen Temperatur durchgeführt. Die optimale Umdrehungsgeschwindigkeit der Trägerscheibe in der Planetenkugelmühle beträgt  $200 \text{ Umin}^{-1}$ . Die Verunreinigungen, vor allem durch Sauerstoff und Eisen, die durch den Mahlvorgang in den Pulvern vorhanden sind, beeinflussen den Prozess des mechanischen Legierens kaum, spielen aber bei der Phasenbildung während der nachfolgenden Wärmebehandlung eine entscheidende Rolle. Nahezu alle Nb-Atome oxidieren gleich nach dem Ausscheiden, wenn der Sauerstoffgehalt im Pulver nach dem Mahlen mehr als 1,2 m.-% beträgt. Bei einem Eisengehalt von mehr als 1 m.-% bilden sich intermetallische Phasen, z.B.  $\text{Fe}_7\text{Nb}_6$  oder  $\text{Fe}_5\text{Nb}_3$ . Um den hohen Eisengehalt, der durch den Abrieb von den Kugeln und Mahlbecherwänden kommt, zu reduzieren, werden Mahlkugeln aus gehärtetem Spezialstahl verwendet. Für die Vermeidung der Sauerstoffverunreinigungen findet das Mahlen unter Argon statt. Nach einer Mahldauer von 30-35 h hat sich ein Mischkristall gebildet. Durch das Lösen von Niob in der Cu-Matrix wird die Matrixgitterkonstante von 0,361 nm für reines Kupfer auf 0,364 nm erhöht und die Mikrohärtigkeit kann auf einen Wert von ca. 550 HV0,025 gesteigert werden. Mit einem Nb-Gehalt von 10 a.-% wird nach einer Mahldauer von 30-35 h die maximale Härte erreicht. Die weitere Erhöhung des Nb-Gehaltes führt zu keiner bedeutenden Zunahme der Härte, wohl aber zu einer Reduktion der Leitfähigkeit. Uni-axiales Heißpressen bei einer Temperatur von 600°C und unter einem Druck von 650 MPa für 20 min führt zu einer Verdichtung des mechanisch legierten Pulver auf bis zu 95-98 % der theoretischen Dichte. Die Cu 10a.-%Nb-Legierung weist nach dem Pressen eine Festigkeit von bis zu 1,6 GPa auf. Während einer Wärmebehandlung der Pulver bei 600°C für 1 h scheidet sich Niob vollständig aus dem Mischkristall aus, was während des Pressens bei gleicher Temperatur nur teilweise erfolgt. Die Nb-Ausscheidungsgröße nach der Wärmebehandlung bei 600°C für 1 h beträgt ca. 40...80 nm, die sich mit zunehmenden Temperatur bis zu 150...350 nm (900°C, 1h) vergrößern. Die Mikrohärtigkeit der Cu 10a.-%Nb-Pulver bleibt nach der Wärmebehandlung für 1 h bei 900°C auf einem Niveau von 400 HV0,025. Durch eine weitere Wärmebehandlung bei 900°C für ca. 1 h lässt sich eine Cu-Korngröße einstellen, die oberhalb von 50 nm liegt. Dieser Schwellwert der Cu-Korngröße ist für eine ausreichende elektrische Leitfähigkeit der Legierung von großer Bedeutung. Die Untersuchungen des nanokristallinen Cu-Gefüges in den Cu-Nb-Legierungen ergaben, dass vor allem Nb und die Vorgeschichte der Legierung, nämlich das Mahlen, für die große Stabilität des Gefüges bei hohen Temperaturen verantwortlich sind.

Die kompaktierten Proben werden bei einer Temperatur von 700°C stranggepresst, damit sie im weiteren Verlauf durch Kaltumformung verformt werden können. Durch Kaliberwalzen und Hämmern könne die für das Ziehen erforderlichen Abmessungen erreicht werden. Die abschließende Umformung bis zu einem logarithmischen Umformgrad von  $\eta=4$  wird durch Ziehen realisiert. Durch das Ziehen wird die gewünschte Vergrößerung der Cu-Nb Phasengrenzfläche verursacht, die eine hohe Festigkeit des Drahtes gewährt. Die globularen Nb-Teilchen werden zu Filamenten mit einem Aspektverhältnis (Länge zu Breite) von 1:40 verformt. Die Eigenschaften der Drähte hängen von der Zusammensetzung der Legierung und der Temperatur der Wärmebehandlung nach dem Kompaktieren ab. Durch eine Erhöhung des Nb-Gehaltes in der Legierung von 5 at.-% auf 10 at.-% steigt die Festigkeit der Drähte bei Raumtemperatur von 1 GPa bis auf 1,2 GPa und bei einer Temperatur von 77 K von 1,3 GPa bis auf 1,5 GPa an. Gleichzeitig sinkt die elektrische Leitfähigkeit bei Raumtemperatur von ca. 60%IACS bis auf ca. 50%IACS und bei einer Temperatur von 77 K von 180%IACS bis auf 120%IACS.

### **Cu-Stahl-Verbundleiter**

Durch Messungen der elektrischen Leitfähigkeit und der mechanischen Eigenschaften, die bei der Temperatur von flüssigem Stickstoff durchgeführt wurden, konnte erstmals gezeigt werden, dass bei der Anwendung in Verbund-Werkstoffen die hoch-stickstoffhaltigen Stähle tatsächlich sehr vorteilhaft gegenüber konventionellen Stählen sind [Grün 2001b & 2002b]. Zum Einen weisen Verbundwerkstoffe mit diesen Stählen eine höhere Festigkeit auf und zum Ande-

ren wird im Vergleich mit Standard-Stählen ein größerer Anstieg der Festigkeit zu tiefen Temperaturen hin beobachtet. Bei der Temperatur von 77 K weist ein Cu/SS Verbundwerkstoff mit 3033'er Stahl eine Zugfestigkeit von 1,55GPa auf – zum Vergleich: ein Verbundwerkstoff mit einem bis dahin üblichen Stahl der Güte 304L hält lediglich einem Zug von 1,25GPa stand [Freu 2003]. Ein Problem besteht auch weiterhin in einer optimalen Schmierung von Verbundwerkstoffen, deren Stahl-Komponente einen hohen Elastizitätsmodul aufweist, was für die hochstickstoffhaltigen Stähle der Fall ist. Die Produktion großer Leiterlängen zum Beispiel der sehr aussichtsreichen Cu/SS Verbundwerkstoffe mit 3033'er Stahl ist damit weiterhin Gegenstand der Untersuchungen. Alternative Schmiermittel, die bisher für aufskalierte Mengen getestet wurden, haben sich als nicht tragfähig erwiesen.

## **6.6 Spulenwickelmaschine**

Die Wickelmaschine der Firma Seibold als Nachfolger der Firma Stollberg wurde Anfang 2004 aufgebaut und steht seit April 2004 für die anfallenden Arbeiten zur Verfügung. Während der Aufbauphase konnten Erweiterungen der Maschine gegenüber der ursprünglichen Planung kostenneutral realisiert werden. Während dieser Phase wurde die Gerätesteuerung an die Bedürfnisse der Nutzer angepasst, sodass ein komfortables Arbeiten mit der Maschine ermöglicht wurde. Die Wickelmaschine besteht aus einem Drahtverlegergerät, einem Bandagiergerät für Spulen, einem für Leiter, einer Raupenbremse, einem Richtgerät, einem Abwickler und einem Linearfahrwerk. Sie ist Computer gesteuert und einfach in der Bedienung. Die Wickelmaschine hat sich in den ersten Arbeiten als sehr gut geeignet herausgestellt, um mit ihr gepulste Magnete für das Dresdner Hochfeldprojekt zu wickeln. Im Rahmen des Hochfeldprojektes sollen Spulen projektiert, gewickelt und betrieben werden, mit denen eine maximale Flussdichte von bis zu 100T erreicht werden kann. Da die gepulsten Hochfeldmagnete eine relativ geringe Lebensdauer zeigen wird die Wickelmaschine auch zukünftig ständig im Betrieb sein. Am Institut Hochfeld-Magnetlabor Dresden wird die Wickelmaschine derzeit im Zweischichtbetrieb eingesetzt, damit diese noch effektiver genutzt werden kann.

Eine Wicklung von gepulsten Magneten fordert eine Erfüllung von ganz speziellen Bedingungen. Die gepulsten Hochfeldmagnete sind während des Pulses mechanisch sehr stark belastet. Die eingesetzten Drähte müssen die Belastungen zum Teil selber tragen und zu einem weiteren Teil auf ein Verstärkungsmaterial übertragen können. Aus der ersten Forderung ergibt sich, dass der eingesetzte Draht eine hohe Festigkeit aufweisen soll. Um einen hochfesten Draht reproduzierbar wickeln zu können wird während des Wickelns eine mechanische Vorspannungen im Draht benötigt. Diese muss möglichst genau kontrolliert werden, damit die Spannungsverteilung in der Spule homogen verläuft. Darüber hinaus erlaubt die Wickelmaschine eine sehr genaue Kontrolle der Lage der einzelnen Wicklungen und Lagen des Leitermaterials. Bisher wurden mit der Wickelmaschine sowohl einige Hochfeldmagnete gewickelt, als auch Probenwicklungen durchgeführt, die dazu dienen die Eigenschaften der verwendeten Materialien im gewickelten Zustand zu testen. Das Augenmerk bei diesen Untersuchungen lag vor allem auf den Verstärkermaterialien. Gleichzeitig wurden dabei wichtige technische Probleme gelöst. Das Umweben der Leiter ist möglich, wodurch die Isolation des Drahtes mechanisch geschützt wird. Durch die Kontrolle der mechanischen Vorspannung in der Faserverstärkung kann der Füllfaktor der Faser bzw. des Leitermaterials effektiv gesteuert werden.

## **7. Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit der Ergebnisse**

Der Erfolg beim Betrieb der 50 T-/60 T-Impulsfeldanlage am IFW Dresden bezieht auf (i) den Gewinn wissenschaftlicher Erkenntnisse und (ii) die unmittelbare Übernahme technischer Verbesserungen für den Aufbau des 100 T-Labors am Forschungszentrum Rossendorf, da die Installation der Impulsfeldanlage am IFW Dresden als Pilotprojekt für die größere Anlage vorgesehen war.

Die bisherigen Untersuchungen mit der Impulsfeldanlage am IFW zeigten, dass durch die Erzeugung von Impulsmagnetfeldern in diesem Feldbereich wertvolle wissenschaftliche Erkenntnisse durch die Messungen von Magnetisierung, Magnetowiderstand und NMR-Signalen

gewonnen werden können, die in zahlreichen Veröffentlichungen dokumentiert wurden (vgl. Abschnitt 6). Technische Erkenntnisse und Erfahrungen, die an der 60 Tesla-Anlage am IFW Dresden bezüglich Aufbau und Sicherheit gewonnen wurden, konnten ständig für den Aufbau der Großanlage in Dresden-Rossendorf übernommen werden, da das 100 T-Projekt nicht nur eine einfache Aufskalierung der bestehenden Anlage bedeutet. Die Übertragung der an der 60 Tesla-Hochfeldanlage des IFW entwickelten Messeinrichtungen auf die zukünftige Großanlage in Dresden-Rossendorf ist ohne weiteres möglich, parallel zu der dort geplanten Nutzung des freien Elektronen-Lasers. Wissenschaftliche Erfolge und Erkenntnisgewinn werden bei Fortführung der Arbeiten am IFW Dresden auch in Zukunft gesichert sein.

Darüber hinaus muss jede Steigerung der Feldstärke in die Richtung von 80 Tesla und darüber hinaus als ein Gewinn zum Erhalt neuer Erkenntnisse über die kondensierte Materie betrachtet werden, besonders für magnetische und supraleitende Materialien, da man sich kritischen Parametern immer mehr nähert bzw. diese übertreffen kann und wertvolle Aussagen erhält. Diesem Ziel diene auch die Entwicklung hochfesten Leitermaterials im IFW Dresden, das für den Bau von Impulsfeldspulen bis 100 T dienen sollte.

## 8. Fortschritte auf dem Forschungsgebiet im internationalen Rahmen

Ein herausragendes Ergebnis war, dass weltweit erstmals kernmagnetische Resonanz (NMR) in Impulsmagnetfeldern nachgewiesen wurde, was an anderen Institutionen, z.B. am renommierten Hochfeldlabor NHMFL Los Alamos, bisher vergeblich versucht wurde. Neben einem zu erwartenden Erkenntnisgewinn bei der Untersuchung unterschiedlichster Materialklassen zeigten NMR-Experimente mit Wasserstoff-Deuterium-Proben in Feldern bis zu 57,3 T, dass sie sehr gut zur Feldeichung der Impulsfeldmagnete geeignet sind. Im Laufe der Weiterentwicklung konnte die Maximalfrequenz bis 2.03 GHz gesteigert werden.

## 9. Zitierte Literatur

- [1] High Magnetic Fields, Science and Technology, ed. By F. Herlach and N. Miura, Singapore: World Scientific, 2003; Vol. 1: *Theory and Experiments*; Vol. 2: *Magnet Technology and Experimental Techniques*.
- [2] D. Dew-Hughes, *High strength conductor for pulsed magnets*, Mat. Sci. Eng. A168 (1993) 35.
- [3] F. Heringhaus, Y.M. Eyssa, P. Pernambuco-Wise, M.D. Bird, G. Gottstein, H.j. Schneider-Muntau, *Werkstoffanforderungen in der Hochmagnetfeld-Technologie*, Metall 50 (1996) 272.
- [4] J.T. Wood, J.D. Embury, M.F. Asby, *An approach to materials processing and selection for high-field magnet design*, Acta mater. 45 (1997) 1099.
- [5] J.D. Embury, Ke Han, *Conductor materials for high field magnets*, Current Opinion in Solid State & Materials Science 3 (1998) 304.
- [6] S.I. Hong, M.A. Hill, *Microstructural stability and mechanical response of Cu-Ag microcomposite wires*, Acta mater. 46 (1998) 4111.
- [7] D. Raabe, U. Hangen, *Simulation of the yield strength of wire drawn Cu-based in-situ compounds*, Computational Materials Science 5 (1996) 195.
- [8] J. Bevk, J.P. Harbison, J.L. Bell, *Anomalous increase in strength of in situ formed Cu-Nb multifilament composites*, J. Appl. Phys. 49 (1978) 6031.
- [9] W.A. Spitzig, F.C. Laabs, H.L. Downing, C.V. Renaud, *Influence of axisymmetric deformation processing methods on the mechanical properties of Cu-Nb composites*, Materials and Manufacturing Processes 7 (1992) 1.
- [10] C.V. Renaud, E. Gregory, J. Wong, *Production of high-conductivity, high-strength in-situ Cu-Nb*, Advances in Cryogenic Engineering 32 (1986) 443.

- [11] W.A. Spitzig, P.D. Krotz, *A comparison of the strength and microstructure of heavily cold worked Cu-20% Nb composites formed by different melting procedures*, Scripta Metallurgia 21 (1987) 1143.
- [12] G. Frommeyer, G. Wassermann, *Anomalous properties of in-situ produced silver –copper composite wires*, phys. stat. Sol. (a) 27 (1975), 99.
- [13] G. Frommeyer, G. Wassermann, *Microstructure and anomalous mechanical properties of in situ-produced silver-copper composite wires*, Acta Metallurgica 23 (1975) 1353.
- [14] Y. Sakai, H.-J. Schneider-Muntau, *Ultr-high strength, high conductivity Cu-Ag alloy wires*, Acta mater. 45 (1997) 1017.
- [15] K. Han, J.D. Embury, J.R. Sims, L.J. Campbell, H.-J. Schneider-Muntau, V.I. Patsyrnyi, A. Shvinkov, A. Nikulin, A. Vorobieva, *The fabrication, properties and microstructure of Cu-Ag and Cu-Nb composite conductors*, Mat. Sci. Engng. A267 (1999) 99.
- [16] J.D. Troxell, *GlidCop dispersion strengthened copper in high magnetic fields*, in: H.J. Schneider-Muntau (Ed): *High Magnetic Fields: Application, Generations, Materials*, Singapore: World Scientific, 1997, p. 457.
- [17] H. Jones, M. Van Cleemput, *Copper stainless steel macrocomposite conductor and why academic institutions sometimes have to become mini industries*, in [16] 499.

## 10. Liste der eigenen Veröffentlichungen

- [Botc 2003] E. Botcharova, M. Heilmaier, J. Freudenberger, G. Drew, D. Kudashov, U. Martin, L. Schultz, *Supersaturated solid solution of niobium in copper by mechanical alloying*, J. Alloys Comp. 351 (2003) 119.
- [Botc 2003a] E. Botcharova, M. Heilmair, L. Schultz, *Kupfer-Niob-Legierungen und Verfahren zu ihrer Herstellung*, Patentschrift DE 102 10 423 C1, 12.06.2003.
- [Botc 2004] E. Botcharova, J. Freudenberger, L. Schultz *Cu-Nb alloys prepared by mechanical alloying and subsequent heat treatment*, J. Alloys Comp. 365 (2004) 157.
- [Botc 2004a] E. Botcharova, J. Freudenberger, L. Schultz *Mechanical alloying of copper with niobium and molybdenum*, J. Mater. Sci. 39 (2004) 5287.
- [Doer 2001] M. Doerr, S. Kramp, M. Loewenhaupt, M. Rotter, R. Kratz, H. Krug, D. Eckert, H. Siegel, P. Verges, *Anomalous magnetic behaviour of NdCu<sub>2</sub> in high magnetic fields*, Physica B 294-295 (2001) 164.
- [Doer 2004] M. Doerr, J. Boeuf, C. Pfeleiderer, M. Rotter, N. Kozlova, D. Eckert, P. Kersch, K.-H. Müller, M. Loewenhaupt, *Search for half-metallic antiferromagnetism using pulsed magnetic fields: experimental investigation of Mn<sub>3</sub>Si, CuMnSb and PdMnTe*, Physica B, 346-347 (2004) 137-141.
- [Ecke 2001a] D. Eckert, R. Grössinger, M. Doerr, F. Fischer, A. Handstein, D. Hinz, H. Siegel, P. Verges, K.-H. Müller, *High Precision Pick-Up Coils for Pulsed Field Magnetization Measurements*, Physica B 294-295 (2001) 705-708.
- [Ecke 2001b] D. Eckert, R. Grössinger, *Anordnung zum Messen der Magnetisierung von Werkstoffen in pulsformigen Magnetfeldern*, Patentschrift DE 100 36 482 C1, 06.12.2001.
- [Freu 2002] J. Freudenberger, W. Gruenberger, E. Botcharova, A. Gaganov, L. Schultz, *Mechanical properties of Cu-based Micro-and Macrocomposites*, Adv. Eng. Mater. 4 (2002) 677.
- [Freu 2003] J. Freudenberger, A. Gaganov, A.L. Hickman, H. Jones, *Mechanical behaviour of high nitrogen stainless steel reinforced conductor for use in pulsed high field magnets at cryogenic temperature*, Cryogenics 43 (2003) 133.
- [Freu 2004] J. Freudenberger, E. Botcharova, L. Schultz *Formation of the microstructure in Cu-Nb alloys*, J. Mater. Sci. 39 (2004) 5343.

- [Gag 2004] A. Gaganov, J. Freudenberger, W. Gruenberger, L. Schultz *Microstructural evolution and its effect on the mechanical properties of Cu-Ag microcomposites*, Z. Metallkunde 95 (2004) 425.
- [Grös 2001] R. Grössinger, A. Caneschi, M. Dörr, D. Eckert, F. Fischer, A. Handstein, D. Hinz, R. Kratz, H. Krug, K.-H. Müller, M.A. Novak, H. Siegel, P. Verges, *Pulsed field studies on the quantum nanomagnet Mn<sub>12</sub>Ac*, Physica B 294-295 (2001) 307.
- [Grün 2001a] W. Grünberger, M. Heilmaier, L. Schultz, *Development of high-strength and high-conductivity conductor materials for pulsed high-field magnets at Dresden*, Physica B 294-295 (2001) 643.
- [Grün 2001b] W. Grünberger, M. Heilmaier, L. Schultz, *High-strength pearlitic steel-copper composite wires for conductors in pulsed high-field magnets*, Mater. Sci. Eng. A 303 (2001) 127.
- [Grün 2002a] W. Grünberger, M. Heilmaier, L. Schultz, *Microstructure and mechanical properties of Cu-Ag microcomposites for conductor wires in pulsed high-field magnets*, Z. Metallkde. 93 (2002) 1.
- [Grün 2002b] W. Grünberger, M. Heilmaier, L. Schultz, *High-strength. High-nitrogen stainless steel-copper composite wires for conductors in pulsed high-field magnets*, Materials Letters 52 (2002) 154.
- [Haas 2003a] J. Haase, D. Eckert, H. Siegel, H. Eschrig, K.-H. Müller, F. Steglich, *Nuclear magnetic resonance in pulsed high-field magnets*, Concepts in Magnetic Resonance Part B (Magnetic Resonance Engineering) 19B (2003) 9-13.
- [Haas 2003b] J. Haase, F. Steglich, D. Eckert, H. Siegel, H. Eschrig, K.-H. Müller, *High-field NMR in pulsed fields*, Solid State Nucl. Magn. Reson. 23 (2003) 263-265.
- [Haas 2004a] J. Haase, D. Eckert, H. Siegel, H. Eschrig, K.-H. Müller, A. Simon, F. Steglich, *NMR at the frontier of pulsed high field magnets*, Physica B 346-347 (2004) 514-518.
- [Haas 2004b] J. Haase, D. Eckert, H. Siegel, K.-H. Müller, H. Eschrig, A. Simon, F. Steglich, *NMR in pulsed high magnetic fields*, J. Magn. Magn. Mater. 272-276 (2004) e1623-e1625.
- [Haas 2004c] J. Haase, *First NMR at 58 T*, Appl. Magn. Reson. 27 (2004) 297-302.
- [Haas 2005a] J. Haase, M. Kozlov, K.-H. Müller, H. Siegel, B. Büchner, H. Eschrig, A.G. Webb, *NMR in pulsed high magnetic fields at 1.3 GHz*, J. Magn. Magn. Mater. 290-291 (2005) 438-441.
- [Haas 2005b] J. Haase, M. Kozlov, A.G. Webb, B. Büchner, H. Eschrig, K.-H. Müller, H. Siegel, *2 GHz <sup>1</sup>H NMR in pulsed magnets*, Sol. State Nuclear Magn. Res. 27 (2005) 206-208.
- [Hand 2000] A. Handstein, K. Nenkov, U.K. Rössler, K.-H. Müller, *Influence of Fe and Co additions on magnetization and magnetoresistivity of MnAu<sub>2</sub> melt-spun alloys*, J. Appl. Phys. 87 (2000) 5789-5791.
- [Hand 2005] A. Handstein, U.K. Rößler, B. Idzikowski, N. Kozlova, K. Nenkov, K.-H. Müller, A. Kreyssig, M. Loewenhaupt, A. Heinemann, A. Hoell, N. Stüßer, *Change of magnetoresistivity and magnetic structure of MnAu<sub>2</sub> by iron substitution*, J. Magnet. Magnet. Mater. 290-291 (2005) 1093-1096.
- [Herr 2003] T. Herrmannsdoerfer, H. Krug, F. Pobell, S. Zherlitsyn, H. Eschrig, J. Freudenberger, K.-H. Mueller, L. Schultz *The high field project at Dresden/Rossendorf: a pulsed 100 T/10 ms laboratory at an infrared free-electron-laser facility*, J. Low Temp. Phys. 133 (2003) 41.
- [Kers 2002a] P. Kersch, R. Grössinger, C. Kussbach, R. Sato-Turtelli, K.H. Müller, L. Schultz, *Magnetic properties of nanocrystalline bariumferrite at high temperatures*, J. Magn. Magn. Mater. 242-245 (2002) 1468-1470.



- [Kers 2004a] P. Kersch, U.K. Rößler, J.M. Grenèche, B. Idzikowski, D. Eckert, K.-H. Müller, L. Schultz, *High field and Mössbauer investigation of the magnetic structure in melt spun Dy-Fe<sub>6</sub>Al<sub>6</sub>*, J. Magn. Magn. Mater. 272-276 (2004) 627-628.
- [Kers 2004b] P. Kersch, U.K. Rößler, B. Idzikowski, D. Eckert, K.-H. Müller, L. Schultz, *High-field magnetisation of DyMn<sub>x</sub>Ge<sub>x</sub>Fe<sub>6-x</sub>Al<sub>6-x</sub> (x= 0, 1)*, Physica B, Vol. 346-347 (2004) 196-200.
- [Kozl 2002] N. Kozlova, A. Handstein, D. Eckert, U.-K. Rössler, M. Kozlov, K.-H. Müller, L. Schultz, *Magnetoresistive measurements of MnAu<sub>2</sub> alloys with Fe-additions at high pulsed fields*, DPG- Frühjahrstagung 2002, Regensburg, Poster MA 10.38.
- [Kozl 2003a] N. Kozlova, K. Dörr, D. Eckert, T. Walter, K.-H. Müller, *Intergrain magnetoresistance of La<sub>0.7</sub>Sr<sub>0.3</sub>MnO<sub>3</sub> in pulsed magnetic fields up to 50 T*, J. Magn. Magn. Mater. 261 (2003) 48-55.
- [Kozl 2003b] N. Kozlova, K. Dörr, D. Eckert, A. Handstein, Y. Skourski, T. Walter, K.-H. Müller, L. Schultz, *Slow relaxation of grain boundary resistance in a ferromagnetic manganite*, J. Appl. Phys. 93 (2003) 8325.
- [Kozl 2004a] N. Kozlova, M. Kozlov, D. Eckert, K.-H. Müller, L. Schultz, *Digital Method of pulsed-high-field magnetoresistive measurements based on finite impulse response filters*, J. Magn. Magn. Mater. 272-276 (2004) e1679-e1680.
- [Kozl 2004b] N. Kozlova, T. Walter, K. Dörr, D. Eckert, A. Handstein, Yu. Skourski, K.-H. Müller, L. Schultz, *Intergrain magnetoresistance and resistance relaxation of La<sub>0.7</sub>Sr<sub>0.3</sub>MnO<sub>3</sub> thin films in pulsed magnetic fields up to 60 T*, Physica B 346-347 (2004) 74-78.
- [Kozl 2005] N. Kozlova, J. Hagel, M. Doerr, J. Wosnitza, D. Eckert, K.-H. Müller, L. Schultz, I. Opahle, S. Elgazzar, M. Richter, G. Goll, H. v. Löhneysen, G. Zwicknagl, T. Yoshino, T. Takabatake, *Magnetic-field induced band-structure change in CeBiPt*, submitted to Phys. Rev. Lett, accession code number: LB10193 (cond-mat/0502279v1).
- [Krug 2001] Krug, M. Doerr, D. Eckert, H. Eschrig, F. Fischer, P. Fulde, R. Groessinger, A. Handstein, F. Herlach, D. Hinz, R. Kratz, M. Loewenhaupt, K.-H. Müller, F. Pobell, L. Schultz, H. Siegel, F. Steglich, P. Verges, *The Dresden high magnetic field laboratory - overview and first results*, Physica B 294-295 (2001) 605-611.
- [Krug 2002] H. Krug, D. Eckert, *Schaltungsanordnung zur Erzeugung positiver und negativer hoher pulsformiger Magnetfelder*, Patentschrift DE 100 30 566 C2, 12.09.2002.
- [Mand 2004] K. Mandal, A. Yan, P. Kersch, A. Handstein, O. Gutfleisch, K.-H. Müller, *The study of magnetocaloric effect in R<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> (R = Y, Pr) alloys*, J. Phys. D: Appl. Phys. 37 (2004) 2628-2631.
- [Müll 2001] K.-H. Müller, D. Eckert, F. Fischer, A. Handstein, D. Hinz, R. Kratz, H. Krug, Ph. Oleinek, S. Siegel, P. Verges, M. Wolf, J.B. Yang, *First-order magnetization process in Nd(Fe,M)<sub>12</sub>Z<sub>y</sub> (M = Mo, Ti, V, Z = C, N)*, Physica B 294-295 (2001) 203.
- [Rott 2001] M. Rotter, M. Doerr, M. Loewenhaupt, U. Witte, P. Svoboda, J. Vejpravová, H. Sassik, C. Ritter, D. Eckert, A. Handstein, D. Hinz, *Anomalous magnetic exchange interactions in SmCu<sub>2</sub>*, Phys. Rev. B 64 (2001) 134405.
- [Sipp 2002] A. Sippel, L. Jahn, M. Loewenhaupt, D. Eckert, P. Kersch, A. Handstein, K.-H. Müller, M. Wolf, M.D. Kuzmin, L. Steinbeck, M. Richter, A. Teresiak, R. Bewley, *Exchange and crystal field in Sm-based magnets. I: Inelastic neutron scattering and high field magnetization study of Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> and Sm<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub>N<sub>3</sub>*, Phys. Rev. B 65 (2002) 064408.
- [Skou 2002] Y. Skourski, I. Tereshina, S. Wirth, H. Drulis, N. Mattern, D. Eckert, S. Nikitin, K.-H. Müller, *Magnetocrystalline anisotropy in the single-crystal hydrides SmFe<sub>11-x</sub>Co<sub>x</sub>H<sub>y</sub>*, IEEE Trans. Magn. 38 (2002) 2931.
- [Skou 2004] Y. Skourski, G. Fuchs, P. Kersch, N. Kozlova, D. Eckert, K. Nenkov, K.-H. Müller, *Magnetization and magneto-resistance measurements of bulk YBa<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7-x</sub> in pulsed magnetic fields up to 50 T*, Physica B 346-347 (2004) 325-328.

- [Téle 2002] J.C. Téllez-Blanco, R. Sato Turtelli, R. Grössinger, D. Givord, D. Eckert, A. Handstein, K.-H. Müller, *High-field discontinuity magnetisation in  $\text{SmCo}_3\text{Cu}_2$  and  $\text{SmCo}_{2.5}\text{Cu}_{2.5}$* , J. Magn. Magn Mater. 238 (2002) 6.
- [Wosn 2004] J. Wosnitza, J. Hagel, N. Kozlova, D. Eckert, K.-H. Müller, C.H. Mielke, G. Goll, T. Yoshino, T. Takabatake, *Transport properties of CeBiPt in magnetic fields up to 60 T*, Physica B 346-347 (2004) 127-131.
- [Yan 2004] A. Yan, A. Handstein, P. Kersch, K. Nenkov, K.-H. Müller, O. Gutfleisch, *Effect of composition and cooling rate on the structure and magnetic entropy change in  $\text{Gd}_5\text{Si}_x\text{Ge}_{4-x}$* , J. Appl. Phys. Vol. 95 No. 11 (2004) 7064-7066.